

## 論 文

連続焼鈍冷延鋼板の高張力化におよぼす合金元素と  
焼鈍サイクルの影響

(一般加工用高強度自動車用冷延鋼板の開発)

高橋 延幸\*・松塚 健二\*<sup>2</sup>・古野 嘉邦\*<sup>3</sup>野坂 詔二\*<sup>3</sup>・福永 正明\*<sup>3</sup>・丸岡 邦明\*<sup>3</sup>Effect of Alloying Elements and Annealing Cycles on  
Strengthening of Continuously Annealed Cold Rolled SheetNobuyuki TAKAHASHI, Kenji MATSUZUKA, Yoshikuni FURUNO  
Syoji NOSAKA, Masaaki FUKUNAGA, and Kuniaki MARUOKA

## Synopsis:

Effects of alloying elements (C, Si, Mn, and P) and continuous annealing conditions (soaking temperature, cooling rate, and over-aging temperature) on strengthening of steels, have been investigated so as to develop a desirable process to produce commercial quality high strength cold rolled sheets for automobiles by continuous annealing.

In subcritical annealing, cooling rate after soaking has no influence on strengthening effects of alloying elements. Degree of strengthening effects is in the order of  $P > C > Si > Mn$ . In case of intercritical annealing, strengthening effect of C is largely influenced by cooling rate after soaking.

Continuous annealing just above recrystallization temperature, which accompanies ferrite grain refining due to subcritical annealing is the most desirable strengthening procedure on the viewpoint of economy. In this case, moreover, the similar strength-ductility balance and the superior bake hardenability to those by other processes can be obtained even after subcritical annealing without over-aging.

## 1. 緒 言

近年、自動車業界は自動車の車体軽量化を目的に鋼板の高強度化を積極的に推進してきた。これに対応すべく鉄鋼業界も極めて精力的に加工用高強度冷延鋼板の開発を進め、多種多様の鋼板が開発されるにいたった。他方、冷延鋼板の新しい製造設備として連続焼鈍が実用化され、国内の各製鉄会社で次々と操業され始めている。この連続焼鈍設備は従来のバッチ式焼鈍設備よりも高強度冷延鋼板の製造に適している<sup>1)2)</sup>といわれているため、連続焼鈍による加工用高強度冷延鋼板の製造技術の開発に深い関心が集まっている。連続焼鈍が高強度冷延鋼板の製造に適しているのは焼鈍後の冷却速度が早いためであり、特にその冷却速度が  $2000^{\circ}\text{C/s}$  程度の噴流水冷の場合には、機械的性質のすぐれた高強度冷延鋼板

が少ない合金元素で製造できるといわれている<sup>2)</sup>。

高強度冷延鋼板はその特性値を  $\bar{r}$  値と降伏比で区分し、1) 一般加工用、2) 低降伏比型 (Dual Phase 鋼)、3) 絞り用、4) 深絞り用の4グループへの分類が提案されている<sup>3)</sup>。これまでに報告された連続焼鈍高強度冷延鋼板をこの分類で整理し、それらの製造に冷却速度が貢献しているか否かを検討すると、すべてのグループで冷却速度の効果が現れているとはいえない。

まず、深絞り用シリーズは極低炭素鋼に Ti や Nb を添加して C や N を固定した Interstitial Free 鋼に P や Mn などの強化元素を添加して製造されている<sup>4)-6)</sup>。固溶の C や N のないこれらの鋼板では急速冷却が高張力化に寄与しないことは、これらの鋼板がバッチ焼鈍、連続焼鈍のいずれでもほぼ同等の材質が得られる<sup>7)</sup> ことから容易に想像できる。

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 16 日受付 (Received Oct. 16, 1981)

\* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所(現:新日本製鉄(株)生産技術研究所)(Yawata Works, Now Process Technology R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)本社(Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)八幡製鉄所(Yawata Works, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yawatahigashi-ku Kitakyushu 805)

次に、絞り用シリーズは、低炭素鋼の連続焼鈍による深絞り用鋼板の製造法と同様に、熱延での高温巻き取りと連続焼鈍での高温焼鈍との併用で製造する方法が検討されている<sup>8)9)</sup>。この鋼板では高 $\bar{r}$ 値と同時に高 $n$ 値も要求されるため冷却速度は10~100°C/sが適当とされている<sup>9)</sup>。

以上の深絞り用および絞り用シリーズ、すなわち高 $\bar{r}$ 値を必要とする高強度冷延鋼板を連続焼鈍で製造する場合には、2000°C/s程の急速冷却は特に必要ないと考えられる。

低降伏比型のDual Phase鋼はマルテンサイト形成のため急速冷却が必要であり、この鋼板の製造には連続焼鈍が有利である。しかし、低降伏比、高 $n$ 値、高伸びなどのDual Phase鋼に特有の材質特性を得るためには冷却速度は10~100°C/sの範囲が最も好ましいと報告されている<sup>10)11)</sup>。

残る一般加工用シリーズは $\bar{r}$ 値や降伏比に特別な規制がないので急速冷却を高張力化に有効に利用できる可能性が考えられる。しかしこれまでにこの鋼板の製造方法について、連続焼鈍の温度及び冷却速度の効果、また、それらにおよぼす合金元素の影響について体系的に研究された例はほとんどない。

そこで本稿では、一般加工用高強度冷延鋼板を連続焼鈍で製造する方法について、焼鈍サイクル、合金元素の単独および相互効果などから総合的な検討を行った結果を報告する。なお、2000°C/sまたはそれ以上の冷却速度で水冷されたままの高強度冷延鋼板は、自動車の製造工程中の塗料焼付処理(170°C×20min程度の熱処理)で焼もどされ軟化するの、この軟化を防止するためには

水冷後に300°C×60s程度の焼もどし処理が必要<sup>12)</sup>とされている。そこで、本研究は、原則的に300°C×60sまたはそれ以上の焼もどし処理(過時効処理)を行う連続焼鈍サイクルで行った。

## 2. 供試材および実験方法

### 2.1 供試材

供試材の化学成分をTable 1に示す。C, S, PおよびMシリーズの各試料は、C, Si, P, Mnの高張力化効果を調べるため、それぞれ150kgの真空溶解炉で溶製した後、溶製目的に応じて合金添加量の異なる鋼に調整し、50kgの鋳型でインゴットとした。さらに実験用圧延機で3.0mm厚まで熱間圧延し、酸洗後0.8mmまで冷間圧延した。

試料U, Vは現場生産材から採取された0.7mmの冷延板で、冷延率は78%である。

### 2.2 実験方法

#### 2.2.1 合金元素および焼鈍条件の影響

C, P, S, Mの各シリーズを供試材として用いた。連続焼鈍は、サブクリティカル(subcritical)温度(650°C×60s)とインタークリティカル(intercritical)温度(750°C×60s)の2水準で焼鈍し、焼鈍後15°C/s(噴流ガス冷却)、150°C/s(気水噴霧冷却)および1600°C/s(攪拌氷水クエンチ)の3水準で室温まで冷却し、引き続き過時効処理を350°C×90sで行い、15°C/sで冷却した。焼鈍は電気炉、過時効処理は塩浴で行ったが、それぞれの熱処理温度までの昇温時間は、電気炉で60s、塩浴で20sに調整した。

焼鈍した試料を1.5%で調質圧延した後、圧延方向か

Table 1. Chemical composition and hot rolling condition of steels studied.

Steel	Chemical composition (wt%)								Hot rolling	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	FT(°C)	CT(°C)	
C	C1	0.054	<0.01	0.30	0.003	0.004	0.020	0.0016	926	AC
	C2	0.086	<0.01	0.30	0.003	0.004	0.019	0.0017	920	AC
	C3	0.116	<0.01	0.30	0.003	0.004	0.019	0.0015	927	AC
	C4	0.174	<0.01	0.29	0.003	0.004	0.018	0.0015	912	AC
M	M1	0.047	<0.01	0.80	0.004	0.003	0.023	0.0015	930	AC
	M2	0.043	<0.01	1.29	0.004	0.003	0.020	0.0018	925	AC
	M3	0.038	<0.01	1.80	0.004	0.003	0.022	0.0023	927	AC
S	S1	0.047	0.20	0.31	0.004	0.005	0.022	0.0019	895	AC
	S2	0.048	0.60	0.31	0.005	0.005	0.020	0.0017	910	AC
	S3	0.048	1.02	0.31	0.004	0.005	0.023	0.0017	913	AC
	S4	0.047	1.41	0.31	0.004	0.005	0.024	0.0017	912	AC
P	P1	0.051	0.005	0.30	0.041	0.004	0.020	0.0019	930	AC
	P2	0.050	0.007	0.29	0.087	0.004	0.021	0.0021	895	AC
	P3	0.050	0.007	0.29	0.122	0.004	0.020	0.0020	900	AC
	P4	0.049	0.007	0.29	0.165	0.004	0.021	0.0022	903	AC
U	0.05	0.021	0.20	0.020	0.014	0.027	0.0028	890	550	
V	0.057	0.017	0.27	0.076	0.010	0.060	0.0048	890	550	

FT: Finishing Temperature CT: Coiling Temperature AC: Air Cooling

らJIS 5号試験片を作製し、Instron 引張試験機で引張試験を行った。

### 2.2.2 連続焼鈍の熱サイクルの影響

供試材 U, V, W を用い熱サイクルの影響に関する詳細調査を行った。連続焼鈍条件は 600~850°C で 40 s の均熱, 15°C/s と 1500°C/s の 2 水準の冷却速度, 200~400°C で 60 s の過時効処理とした。その他の実験方法は 2.2.1 と同じである。

また、塗料焼付硬化性の試験は、調圧した試料を油浴で 170°C×20 min の熱処理を行い、熱処理による降伏応力の上昇量で評価した。

内部摩擦法による固溶CおよびNの測定は、ねじり型内部摩擦測定機により、吉田ら<sup>13)</sup>と同様の方法で行った。

### 2.2.3 加工用高強度自動車用冷延鋼板の試作

供試材Vの母材コイルや現場生産材を用い、八幡 C. A. P. L. (Continuous Annealing & Processing Line) 設備で試作した。焼鈍条件は、均熱が 650°C×40 s, 過時効処理は 350°C×2.5 min, 調質圧延は 2.0% である。

引張試験は、現場検査部門で Instron 型引張試験機を使用しJISの規定にのっとり行った。

## 3. 実験結果と考察

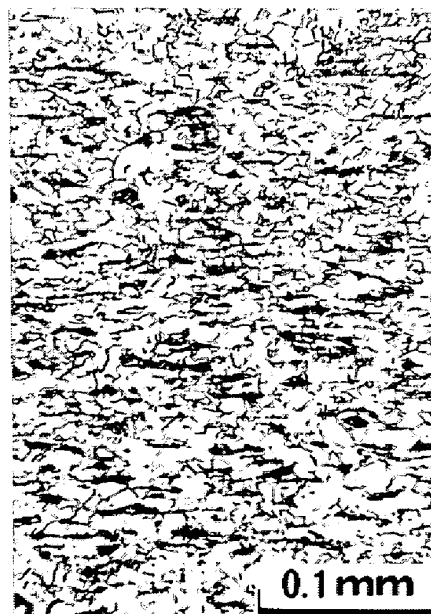
### 3.1 高張力化におよぼす合金元素および連続焼鈍条件の影響

#### 3.1.1 C の影響

##### (1) Subcritical 焼鈍の場合



Steel C1



Steel C4

Photo. 1. Microstructures of steels C1 and C4 annealed continuously at 650°C and cooled at 15°C/s.

C量の異なる試料 C1~C4 を subcritical 焼鈍 (650°C×60 s+350°C×90 s) したときの引張強さ (以下 TS と略) を Fig. 1 に示す。TS はC量の増加につれて直線的に上昇する。TS の増加量は、0.1%C 当たりほぼ 5 kgf/mm<sup>2</sup> である。焼鈍後の冷却速度の影響は認められない。

この実験で 15°C/s で冷却した試料 C1 と C4 の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。結晶粒度はそれぞれ 11.0 番と 11.1 番でC量の影響は認められない。

Fig. 1 と同じ 650°C×60 s の焼鈍のあと過時効処理を行わないときの TS とC量との関係を Fig. 2 に示す。C量の増加にともなう TS の増加量は、Fig. 1 とほぼ同じく 0.1%C 当たり約 5 kgf/mm<sup>2</sup> であるが、冷却速度により変化している。また TS に冷却速度の影響が認められ、1600°C/s と 15°C/s の冷却速度で TS の差は約 3 kgf/mm<sup>2</sup> である。

次に、過時効処理の有無による TS の差を Fig. 3 に

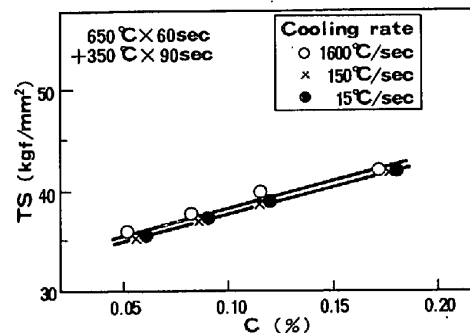


Fig. 1. Effects of carbon content and cooling rate on tensile strength of subcritically annealed steels.

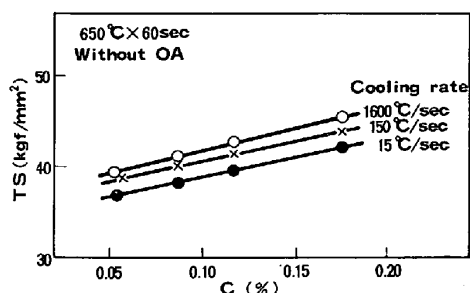


Fig. 2. Effects of carbon content and cooling rate on tensile strength of subcritically annealed steels without over-aging (OA).

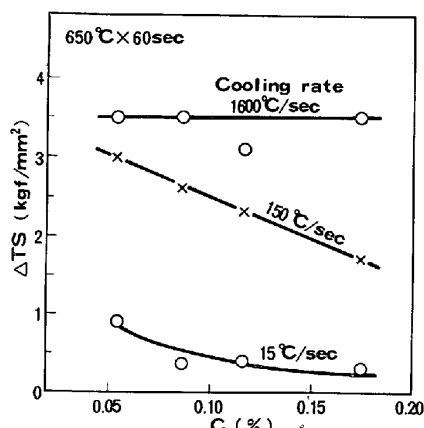


Fig. 3. Effects of carbon content and cooling rate on change in tensile strength ( $\Delta$ TS) by over-aging treatment.

示す。冷却速度が  $1600^{\circ}\text{C}/\text{s}$  のときには、その差はほぼ  $3.5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  で C 量の影響はない。しかし、冷却速度がおそくなるにつれて TS の差は小さくなり、かつ C 量の影響が現れ、C 量の増加につれ差は小さくなる。

ここで C の強化能を考えてみる。  $650^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ s}$  の焼鈍が終了した段階で、C は溶出した固溶 C と溶け残った炭化物（セメントタイトまたは熱延で形成されたままのパーライト）に分かれている。溶出した固溶 C 量は各試料ともほぼ同じと考えられるから、Fig. 2 で冷却速度が  $1600^{\circ}\text{C}/\text{s}$  のときの TS は溶け残った比較的大きな炭化物の分散強化と固溶強化で構成されている。したがって  $0.1\% \text{ C}$  当たり約  $5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  の TS の上昇は炭化物によるものと考えられる。過時効処理を行った Fig. 1 についても各冷却速度の試料に残存する固溶 C 量は大きな差がないと考えられるから、  $0.1\% \text{ C}$  当たり  $5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  の TS の上昇は炭化物によるものと考えられる。

Fig. 3 で冷却速度が  $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$  および  $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$  とおそい場合に、C 量が多いほど過時効処理の有無による TS の差が小さいのは、C 量が多いほど溶け残った炭化物も多く、それらが C の析出サイトになり、固溶 C が減少したのと考えられる。一方、冷却速度が  $1600^{\circ}\text{C}/\text{s}$

と早い場合には、TS の差が C 量にかかわらず約  $3.5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  であった。C の平衡固溶量は、C. A. WERT<sup>14)</sup>によれば  $650^{\circ}\text{C}$  で  $130 \text{ ppm}$ 、  $350^{\circ}\text{C}$  では  $17 \text{ ppm}$  である。本実験では固溶 C 量を測定していないので、  $650^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ s}$  の焼鈍後および過時効処理後の固溶 C 量は不明であるが、前者は  $100 \text{ ppm}$  以上、後者は  $10 \text{ ppm}$  またはそれ以下と推定される。したがって、過時効処理の有無による固溶 C 量の差は  $100 \text{ ppm}$  前後であろう。IRVINE<sup>15)</sup>によれば、C+N での固溶体強化は  $100 \text{ ppm}$  当たり  $3.5 \sim 4.5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  である。また溶体化温度をかえ固溶 C 量をかえた柴田<sup>16)</sup>の結果でも固溶 C の固溶体強化は  $100 \text{ ppm}$  当たり  $3.5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  である。したがって、上記  $3.5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  の TS の差は  $100 \text{ ppm}$  程度の固溶 C 量の差によるものと考えられる。

## (2) intercritical 焼鈍の場合

試料 C1~C4 を intercritical 焼鈍 ( $750^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ s} + 350^{\circ}\text{C} \times 90 \text{ s}$ ) したときの TS を Fig. 4 に示す。subcritical 焼鈍と異なり、冷却速度の影響が著しく現れ、冷却速度が早いほど、かつ C 量の多いほど TS は上昇する。  $0.1\% \text{ C}$  当たりの TS の上昇量は、冷却速度が  $1600^{\circ}\text{C}/\text{s}$  のとき  $14.1 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 、  $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$  で  $6.7 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 、  $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$  で  $5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$  である。冷却速度が  $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$  のとき、TS の上昇量が subcritical 焼鈍時のそれと同じなのは、炭化物がともにセメントタイトとパーライトから構成されているからであろう。一方、冷却速度が早くなるにつれ TS の上昇量が増加するのは、マルテンサイトの形成によるものと考えられる<sup>9)</sup>。

以上のことから、C を使つて自動車用高強度冷延鋼板を製造するには、intercritical 焼鈍後、できるだけ急速冷却し、過時効処理する方法が効果的といえる。

## 3.1.2 P の影響

P 量の異なる試料 P1~P4 とベース鋼 C1 を  $650^{\circ}\text{C}$  と  $750^{\circ}\text{C}$  で連続焼鈍したときの TS を Fig. 5 に示

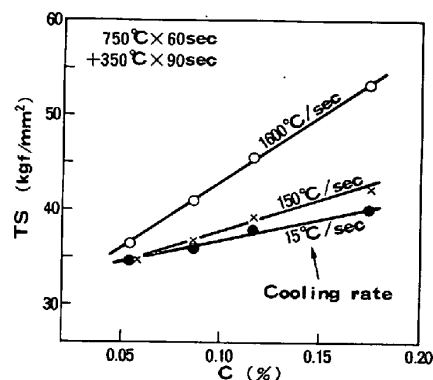


Fig. 4. Effects of carbon content and cooling rate on tensile strength of intercritically annealed steels.

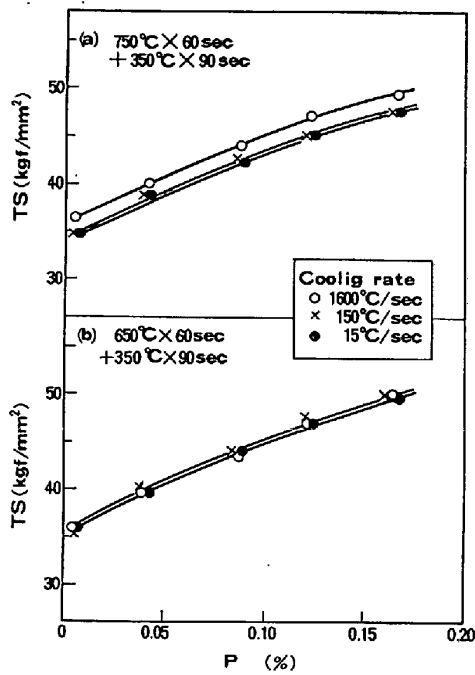


Fig. 5. Effects of phosphorus content and cooling rate on tensile strength of steels : (a) intercritically (750°C), and (b) subcritically (650°C) annealed.

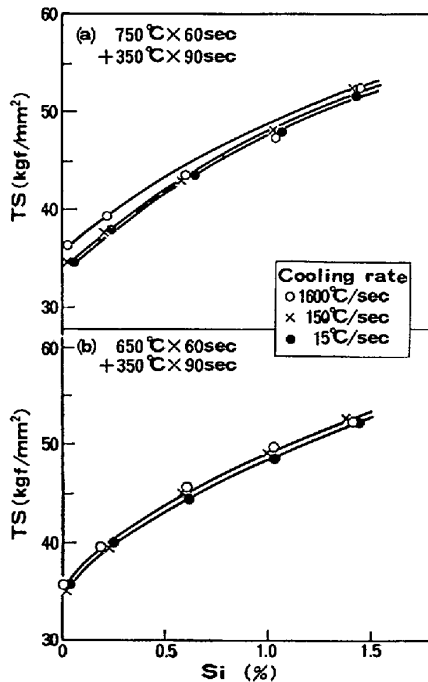


Fig. 6. Effects of silicon content and cooling rate on tensile strength of steels : (a) intercritically (750°C), and (b) subcritically (650°C) annealed.

す。P量の増加にともなうTSの上昇量は、焼鈍温度や冷却速度にかかわらず0.1%P当たり7.9 kgf/mm<sup>2</sup>と等しい。また、TSの絶対値も焼鈍温度にかかわらずほぼ等しい。なお、750°C焼鈍において、1600°C/sで冷却するとTSが他の冷却速度の場合よりやや高いのは、

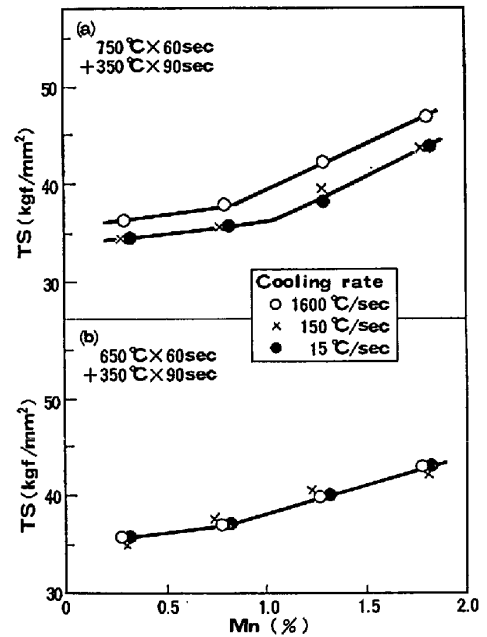


Fig. 7. Effects of manganese content and cooling rate on tensile strength of steels : (a) intercritically (750°C), and (b) subcritically (650°C) annealed.

Cの効果と思われる。

### 3.1.3 Siの影響

Si量の異なる試料S1~S4とベース鋼C1を650°Cと750°Cで連続焼鈍したときのTSをFig. 6に示す。Si量の増加にともなうTSの上昇量は0.1%Si当たり1.0 kgf/mm<sup>2</sup>である。この上昇量は、Pの結果と同様に、焼鈍温度や冷却速度に影響されない。

PやSiの場合にintercritical焼鈍や急速冷却が高張力化に寄与しないのは、これらの元素がフェライト安定化元素であり、オーステナイトの安定化ひいてはマルテンサイトの形成に寄与しないからであろう。

### 3.1.4 Mnの影響

Mn量の異なる試料M1~M3およびC1を650°Cと750°Cで連続焼鈍したときのTSをFig. 7に示す。MnによるTSの上昇量は、1.0%までの含有範囲内では、焼鈍温度にかかわらず0.1%Mn当たり0.3 kgf/mm<sup>2</sup>であるが、1.0%以上含有される場合にはその上昇量が大きく、650°C焼鈍のときは0.6 kgf/mm<sup>2</sup>、750°C焼鈍のときは1.0 kgf/mm<sup>2</sup>である。750°C焼鈍のときはMn量の増加でマルテンサイトが増加し、650°C焼鈍のときはMn量の増加で熱延板に中間組織が形成され、その効果が冷延・焼鈍後も残つたものと考えられる。

連続焼鈍で高強度冷延鋼板を製造する場合のTSにおよぼす合金元素と焼鈍条件の影響に関する調査結果から

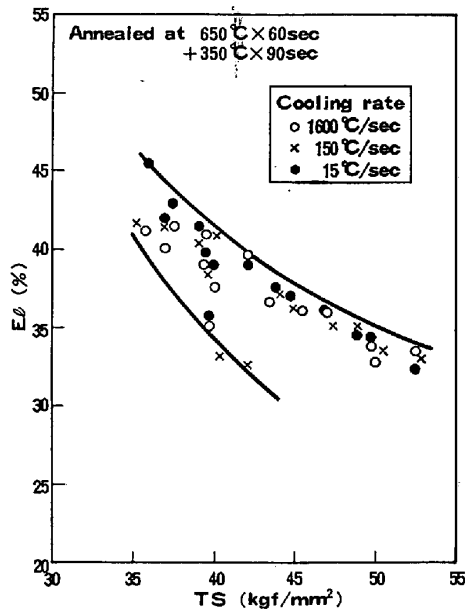


Fig. 8. Relationship between tensile strength and elongation for subcritically annealed steels.

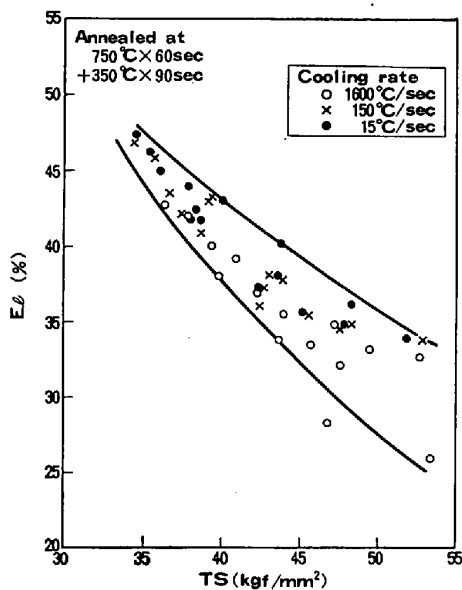


Fig. 9. Relationship between tensile strength and elongation for intercritically annealed steels.

次のことが明らかになった。

すなわち、連続焼鈍で鋼の強化元素として最もポピュラーな C, P, Si および Mn の効果を論ずるには、まず焼鈍温度（熱処理温度）を明確に分類しなければならない。subcritical 焼鈍では、それぞれの元素の強化能に冷却速度の影響はなく、単位添加量当たりの強化能は  $P > C > Si > Mn$  の順になる。intercritical 焼鈍では、焼鈍中にオーステナイトが形成されるので、オーステナイトの形成および冷却中でのマルテンサイトの形成に関与する元素の強化能は、冷却速度との組み合わせで大きくなる。強化能の順位は、C (冷速 1600°C/s)  $>$  P  $>$  C

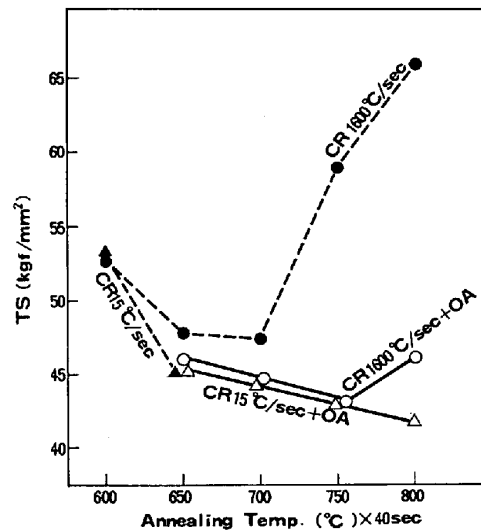


Fig. 10. Effect of annealing condition on tensile strength of steel V.

(冷速 150°C/s)  $>$  C (冷速 150°C/s)  $>$  Si  $\geq$  Mn となる。

次に、自動車用鋼板として重要な延性を、強度-延性バランスで整理し、Fig. 8 および Fig. 9 に示す。強度-延性バランスは、冷却速度にかかわらずほぼ同程度である。しかし詳細にみると intercritical 焼鈍の場合には焼鈍後の冷却速度が早いほど強度-延性バランスは劣るようである。これは、急冷すると過時効中にフェライト粒内に微細炭化物が析出し、延性が劣化する<sup>17)</sup>ためと思われる。

### 3.2 高張力化におよぼす熱サイクルの影響

#### 3.2.1 焼鈍温度の影響

供試材 V で焼鈍温度を 600°C~800°C まで変えて焼鈍したときの TS を Fig. 10 に示す。

Fig. 10 に示すように、subcritical 温度域では、TS は供試材や冷却条件にかかわらず焼鈍温度の上昇につれて低下する。intercritical 温度域では、1600°C/s の急冷で過時効処理のないときのみ温度の上昇と共に TS が急激に上昇する。これはマルテンサイトが形成されているからであろう<sup>8)</sup>。しかし、350°C で 60s の過時効処理を施すと、1600°C/s で冷却した試料の TS は大きく低下し、750°C 以上になると再び上昇する。

Fig. 10 から高張力鋼を製造するための最適な熱サイクルは、800°C で焼鈍後 1600°C/s で急冷するサイクルと、冷却速度にかかわらず、650°C の再結晶温度直上で焼鈍するサイクル、であることが明らかである。焼鈍温度の低下とともに、TS が高くなるのは、Photo. 1 に示したように結晶粒が小さいため、いわゆる細粒強化によるものであろう。

3.2.2 過時効条件の影響

連続焼鈍で鋼を高張力化するのに好ましい 2 つの方法, すなわち intercritical 温度からの急冷 (800°C 焼鈍-1600°C/s 冷却, ICA-WQ cycle とよぶ) および subcritical 温度からの徐冷 (650°C 焼鈍-15°C/s 冷却, SCA-AC cycle とよぶ) によつて製造された各鋼板の TS および伸び (El) が, その後の過時効処理で変化する状況を Fig. 11 に示す. SCA-AC cycle では過時効処理を施しても TS および El はほとんど変化しない. しかし, ICA-WQ cycle では, 過時効温度が高

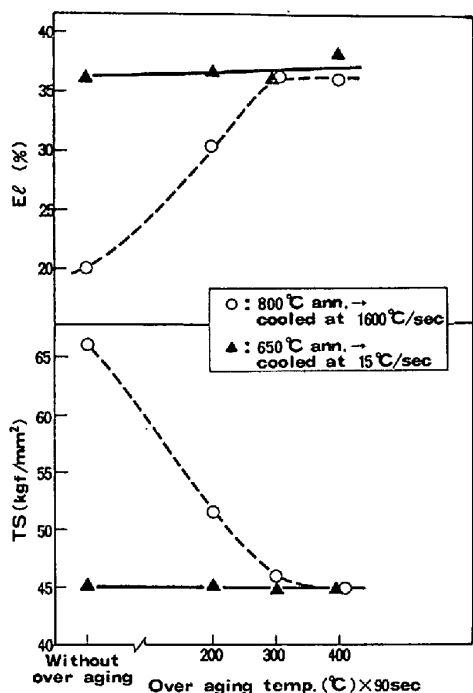


Fig. 11. Effect of over-aging temperature on mechanical properties of steel V.

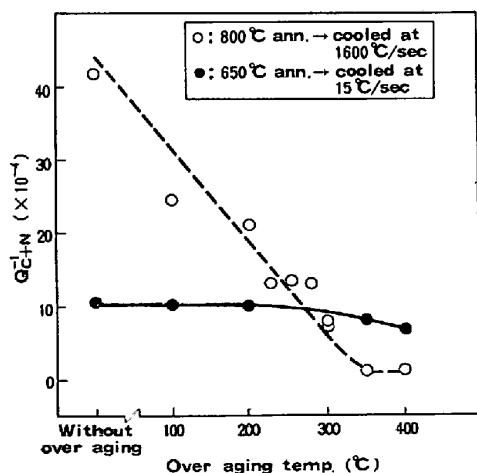


Fig. 12. Change in solute carbon and nitrogen contents by over-aging treatment after intercritical or subcritical annealing, measured with internal friction method.

くなるにつれて TS は低下し, 逆に El は向上するが, 300°C 以上の温度で飽和する. この場合の TS と El は, 650°C で焼鈍したときのそれらとほぼ同じである.

Fig. 12 に内部摩擦法で測定した固溶 (C+N) の過時効処理による変化を示す. ICA-WQ cycle では, 過時効温度の上昇にともない固溶 (C+N) は減少する. 一方, SCA-AC cycle では, 過時効処理しても固溶 (C+N) はほとんど変化しない. この固溶 (C+N) の挙動は, TS や El の挙動と一致する.

次に, 供試材Uを用い, ICA-WQ cycle で処理したときに, 塗料焼付処理 (170°C × 20 min) による軟化を防止するために必要な過時効条件を調べた. その結果を Fig. 13 に示す. 過時効温度が高くなるにつれて塗料焼付処理での焼もどしによる軟化 (TS の低下) は小さくなり, 300°C × 60 s およびそれ以上の温度の過時効処理では軟化しなくなる. この結果は内田ら<sup>12)</sup>の報告と一致する.

また, 供試材Uを用い, ICA-WQ cycle および SCA-WQ cycle で焼鈍したときの塗料焼付硬化性 (Bake hardenability, BH 性) におよぼす過時効温度の影響を Fig. 14 に示す. SCA-AC cycle のときは過時効温度によつて BH 性は変化せず, その値は 8~9 kgf/mm<sup>2</sup> 程度と優れている. 一方, ICA-WQ cycle のときは, 過時効温度の上昇につれて BH 性は向上し, 250°C 付近で最大となり, それ以上の温度では急激に劣化する. この過時効温度による BH 性の変化は, 加工用高強度冷延鋼板を水冷方式の連続焼鈍装置で製造するときの過時効処理が高 BH 型では 280°C で, 延性型では 330°C で行われている<sup>8)</sup> こととよく一致する.

SCA-AC cycle のときに BH 性が過時効温度に影響されないのは, Fig. 12 に示したように, 固溶の C 量および N 量が変わらないためと思われる. 一方 ICA-WQ cycle の場合に BH 性が 250°C 付近でピークを示すの

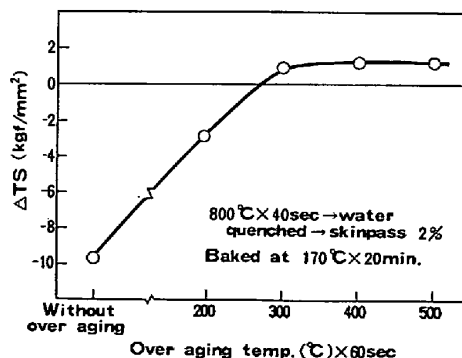


Fig. 13. Effect of over-aging temperature on prevention of bake-softening in steel U: quenched at 800°C.

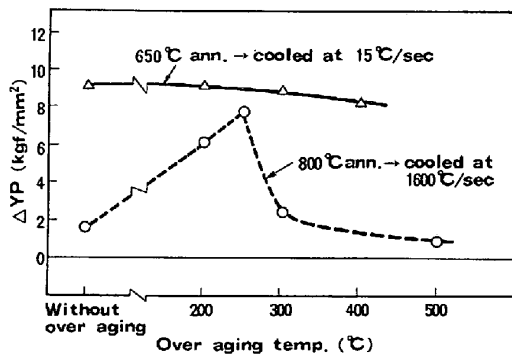


Fig. 14. Effects of over-aging temperature and annealing cycle on bake-hardenability (steel U in Table 1).  $\Delta YP$  is the increase in yield stress after baking at 170°C for 20 min of 2% pre-strained steel.

は、その温度以下では固溶Cが多くBH性は十分あるが焼もどしによるマトリックス自体の軟化と相殺されるために、またそれ以上の温度では固溶C量が少なくなりBH性が少なくなるためと考えられる。

以上、加工用高強度自動車用冷延鋼板の連続焼鈍による製造方法に関し熱サイクルの影響を調べたが、intercritical温度で焼鈍し急冷する方法と、再結晶直上のsubcritical温度で焼鈍する方法とを比較すると、本実験の範囲内、すなわち従来から自動車用高強度冷延鋼板として生産されている鋼の成分範囲内では、高張力化に必要な合金量、焼鈍に必要なエネルギー量および得られる冷延鋼板の材質特性などの総合評価から後者の方法が好ましいといえる。

### 3.3 一般加工用高強度自動車用冷延鋼板の試作

#### 3.3.1 試作結果

供試材U、Vやその他の巻き取り温度550°Cで熱延された現場生産用素材を用いて、連続焼鈍設備(八幡C. A. P. L)で650°Cの低温焼鈍を行い、強度レベルの異なる高強度冷延鋼板を試作した。

その代表的な機械的性質をTable 2に示す。通常の軟質冷延鋼板用Alキルド鋼である供試材Uおよびバッチ焼鈍用40 kgf/mm<sup>2</sup>級のP添加Alキルド鋼である供試材Vを低温で連続焼鈍することにより、それぞれ35 kgf/mm<sup>2</sup>級および45 kgf/mm<sup>2</sup>級の高強度冷延鋼板が製造できた。BH性は7~10 kgf/mm<sup>2</sup>程度で比較的高い値が得られた。

試作した高強度冷延鋼板の強度-延性バランスは、Fig. 15に示すように、従来のバッチ焼鈍で製造するP添加深絞り用Alキルド鋼と同水準であり、再結晶直上の低温で連続焼鈍した鋼板の延性は良好である。

Fig. 15の中から強度レベルの異なる製品を選択し、

Table 2. Representative mechanical properties of steels annealed in production line.

Steel	Y P (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	El (%)	Er (mm)	$\bar{r}$	BH- $\Delta YP$ (kgf/mm <sup>2</sup> )
U	28.8	39.3	39.0	10.8	1.00	10.6
V	35.0	46.9	34.5	10.5	1.04	7.3

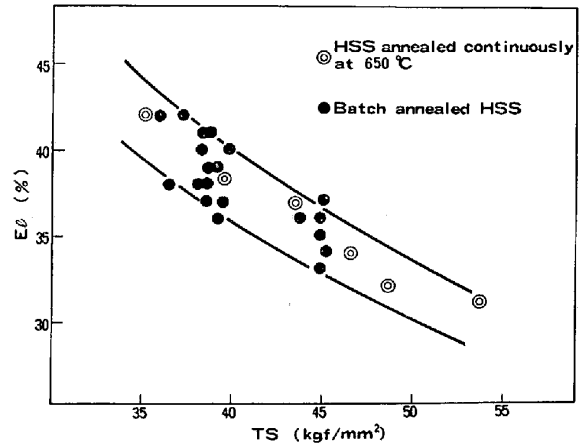


Fig. 15. Relationship between tensile strength and elongation for high strength steels annealed continuously at 650°C, compared with batch annealed high strength steels.

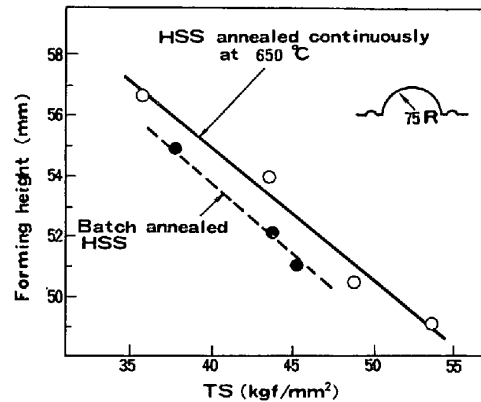


Fig. 16. Stretchability of high strength steels annealed continuously at 650°C, evaluated with hydraulic bulge test method.

液圧バルジ試験を実施した結果をFig. 16に示す。低温で連続焼鈍した高強度冷延鋼板の成形高さは、バッチ焼鈍材よりも高い。再結晶直上の温度で連続焼鈍した高強度冷延鋼板が2軸の張り出し性に優れているのは、Photo. 2に示すように組織が細粒であることや、同一の強度レベルに対しPの絶対量が少なくPの粒界偏析程度も少ないためと考えられる。

#### 3.3.2 TSにおよぼす合金元素の定量的評価

供試材U、Vなどを実験室的に低温で連続焼鈍した結果や実ラインを通板した結果を統計的に処理し、TSに



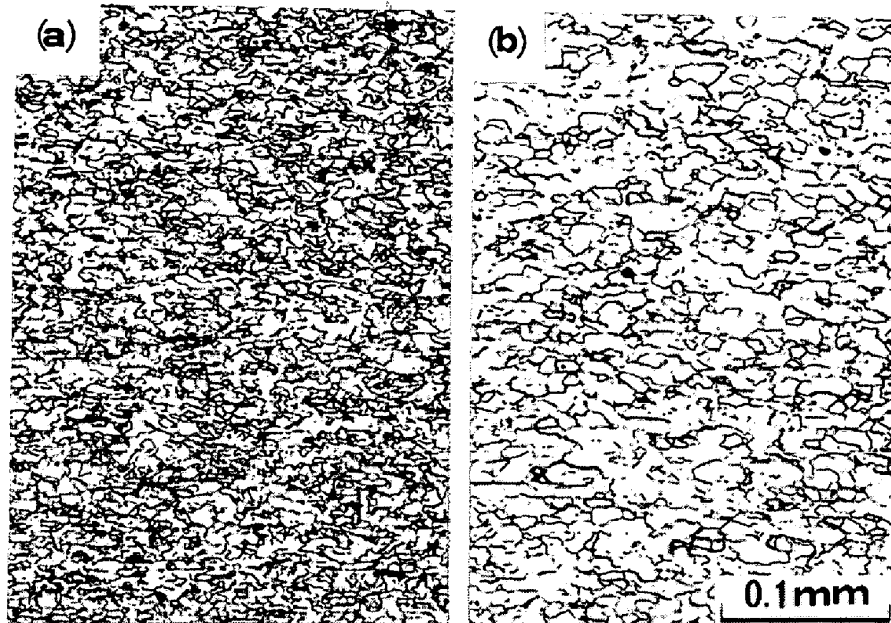


Photo. 2. Representative microstructures of high strength steels in Fig. 16 : (a) subcritically continuous annealed (TS=44 kgf/mm<sup>2</sup>), and (b) batch annealed (TS=44 kgf/mm<sup>2</sup>).

関する次式を得た。

$$\text{TS}(\text{kgf/mm}^2) = 35.6 + 39.0(\%C) \\ + 6.7(\%Mn) + 77.1(\%P) + 10.0(\%Si)$$

ただし、この式は、熱延の巻き取り温度が 600°C 以下、冷延率が 65% 以上、そして連続焼鈍の温度が 650°C という条件範囲内において成り立つものである。上記式で粒径の寄与を考慮していないのは、粒径の変化を無視できるためである。TS におよぼす合金元素の影響は、3.1 節の結果とほぼ定量的に一致するが、C だけがやや低い強化能を示す。

#### 4. 結 言

一般加工用高強度自動車用冷延鋼板を連続焼鈍で製造する方法に関して、合金元素や焼鈍サイクルおよびそれらの組み合わせが引張強さや塗料焼付硬化性などの鋼板特性におよぼす影響を調べた結果、次のことが明らかになった。

(1) subcritical 焼鈍では、C, Si, Mn および P の強化能に冷却速度の影響はなく、0.1% 当たりの強化能は  $P > C > Si > Mn$  の順となる。

(2) intercritical 焼鈍では、オーステナイトの形成および冷却中のマルテンサイトの形成に大きく関与する炭素だけに冷却速度の影響が顕著である。他の合金元素の場合には冷却速度の効果はない。各元素の強化能は、 $C$  (冷速 1600°C/s)  $> P > C$  (冷速 150°C/s 以下)  $> Si \geq Mn$  の順となる。

(3) 再結晶直上の温度で焼鈍し徐冷した場合の強

度-延性バランスや塗料焼付硬化性は過時効条件の影響を受けない。すなわち、過時効処理は実質的に不必要である。

(4) intercritical 温度域で焼鈍し急冷した場合には、過時効温度が高くなるにつれて鋼板は軟質化し、300°C 以上の温度で飽和に達する。塗料焼付硬化性は、約 250°C 付近で最大となる。

(5) 再結晶直上の温度で焼鈍し、15°C/s の冷却速度で連続焼鈍する方法は、経済性などを含めて総合的に評価すると、一般加工用高強度自動車用冷延鋼板の製造に好ましい。この場合、過時効なしでも他の製造法と同程度の強度-延性バランスが得られ、塗料焼付硬化性は他の方法に比べて特徴的に高い。

#### 文 献

- 1) 西脇 実, 権藤 永, 武智 弘, 難波和郎, 増井 浩昭: 鉄と鋼, 59 (1973) 11, S 500
- 2) K. ARAKI, S. FUKUNAKA, and K. UCHIDA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 701
- 3) 武智 弘, 高橋 延幸, 中沢 吉, 松塚健二, 金子国茂: 鉄と鋼, 67 (1981) 5, S 464
- 4) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山 健, 苗村 博: 鉄と鋼, 65 (1979) 11, S 838
- 5) 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S 1127
- 6) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S 1123
- 7) 松藤和雄: 第74・75回西山記念技術講座「自動車用高強度薄板鋼板の製造技術・利用技術の進歩」(1981)(日本鉄鋼協会編), p. 95
- 8) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山 健, 木下 正行, 逢坂 忍: 日本鋼管技報, (1980) 84,

- p. 14
- 9) 武智 弘, 加藤 弘, 小山一夫, 川崎宏一, 豊田洋民: 鉄と鋼, 67 (1981) 5, S461
  - 10) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S312
  - 11) H. TAKECHI, N. TAKAHASHI, M. ABE, O. AKISUE, and K. KOYAMA: SAE paper No. 810028 (1981)
  - 12) 内田国木, 荒木健治, 福中司郎, 小池康夫, 栗原孝雄: 鉄と鋼, 61 (1975) 4, S149
  - 13) 吉田育之, 須貝啓也, 茂木正好, 早川 浩, 南田勝宏: 日本金属学会講演概要, (1978), p. 90
  - 14) C. A. WERT: Phys. Rev., 79 (1950), p. 601
  - 15) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201 (1963) 11, p. 944
  - 16) 柴田政明: 私信
  - 17) 戸田健三, 権藤 永, 武智 弘, 阿部光延, 上原規正, 小宮邦彦: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S481